

Гриб С. В., инженер,  
Попова Е.А., магистр  
Илларионов А.Г., доц., канд. техн. наук

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Ti_2AlNb$ , ЛЕГИРОВАННОГО ВОДОРОДОМ

Сплавы титана на основе упорядоченной орторомбической фазы  $Ti_2AlNb$  (О-фазы) характеризуются хорошим сопротивлением ползучести при рабочих температурах, высокой удельной прочностью и разрабатываются в качестве жаропрочных материалов для авиакосмической техники. Однако эти сплавы имеют недостаточный запас пластичности при проведении холодной деформации. Одним из путей повышения деформируемости является получение регламентированного фазового состава с использованием термической и термоводородной обработок. Исходя из этого, целью данной работы явилось выявление температурных интервалов фазовых превращений при нагреве исследуемого литого сплава на основе О-фазы (химический состав в ат. %  $Ti-24,3Al-24,8Nb-1,0Zr-1,4V-0,6Mo-0,3Si$ ) без водорода и легированного водородом в количестве 5,2 и 8,5 ат. %. Исследования были проведены методом рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА), а также металлографического и дифференциального термического (ДТА) анализов.

Фазовый состав исследуемых сплавов после закалки в температурном интервале 700-1050<sup>0</sup>С, установленный методом РСФА, представлен в таблице.

Изменение фазового состава сплавов в зависимости от температуры закалки

Температура закалки, <sup>0</sup> С.	Сплав без водорода	Сплав с 5,2 ат. % водорода	Сплав с 8,5 ат. % водорода
Литое состояние	$\alpha_2 + O + \beta(B2)$	$\alpha_2 + O + \beta(B2)$	$\alpha_2 + O + \beta(B2)$
700	$\alpha_2 + O$	$\alpha_2 + O$	$\alpha_2 + O$
750	$\alpha_2 + O$	$\alpha_2 + O$	$\alpha_2 + O$
800	$\alpha_2 + O + [\beta(B2)]$	$\alpha_2 + O + \beta(B2)$	$\alpha_2 + O + \beta(B2)$
850	$\alpha_2 + O + \beta(B2)$	$\alpha_2 + O + \beta(B2)$	$\alpha_2 + O + \beta(B2)$
900	$\alpha_2 + [O] + \beta(B2)$	$\alpha_2 + [O] + B2$	$\alpha_2 + [O] + \beta(B2)$
950	$\alpha_2 + \beta(B2)$	$\alpha_2 + \beta(B2)$	$\alpha_2 + \beta(B2)$
1000	$\alpha_2 + \beta(B2)$	$[\alpha_2] + \beta(B2)$	$\beta(B2)$
1050	$\beta(B2)$	$\beta(B2)$	$\beta(B2)$

Примечание: [ ] скобки указывают на малое количество данной фазы, присутствующей в исследуемом сплаве.

В исходном (литом) состоянии фазовый состав сплава был представлен О-,  $\alpha_2$ - и  $\beta(B2)$ -фазами. Изменение фазового состава при повышении температуры закалки можно объяснить следующим образом. После закалки от 700<sup>0</sup>С в

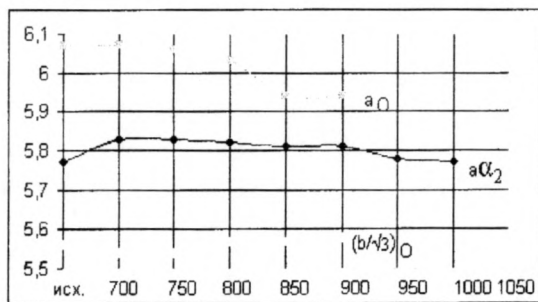
структуре сплава рентгеноструктурным методом были зафиксированы О- и  $\alpha_2$ -фазы.  $\beta(B2)$ - фазы обнаружено не было, что свидетельствует о протекании  $\beta(B2) \rightarrow O$ - превращения в ходе нагрева и выдержки под закалку с образованием, стабильной при данной температуре, О-фазы. Частицы  $\alpha_2$ -фазы, унаследованные из литого состояния, не успевают полностью раствориться в ходе нагрева и выдержки под закалку и остаются в структуре. Как показал расчет дифрактограмм, повышение температуры закали до  $750^\circ\text{C}$  не приводит к существенным изменениям в фазовом составе. После закалки от  $800^\circ\text{C}$  в структуре сплава рентгеноструктурным методом снова выявлена  $\beta(B2)$ - фаза, которая может образоваться в результате  $O \rightarrow \alpha_2 + \beta(B2)$ - превращения. К  $900^\circ\text{C}$  О-фаза практически вся растворяется, а при  $950^\circ\text{C}$  в структуре сплава обнаружены только  $\alpha_2$ - и  $\beta(B2)$ - фазы. Помимо завершения  $O \rightarrow \alpha_2 + \beta(B2)$ - превращения, после нагрева с температур  $900^\circ\text{C}$  и выше, начинаются процессы растворения  $\alpha_2$ - с образованием  $\beta(B2)$ - фазы. После закалки с  $1050^\circ\text{C}$  сплав переходит в однофазную  $\beta(B2)$ -область.

Легирование исследуемого сплава водородом приводит к увеличению объемной доли  $\beta(B2)$ - фазы в структуре сплава в интервале температур  $800 - 1000^\circ\text{C}$ , а также к понижению температуры полиморфного превращения. Так, по данным ДТА, она составила  $1045^\circ\text{C}$  в сплаве без водорода,  $1015^\circ\text{C}$  в сплаве с 5,2 ат.% водорода и  $1010^\circ\text{C}$  в сплаве с 8,5 ат.% водорода.

По данным РСФА был проведен расчет параметров решеток О- и  $\alpha_2$ -фаз (см. рисунок).

Изменение параметров решеток О- и  $\alpha_2$ - фаз с температурой нагрева под закалку

$a, b/\sqrt{3}, *10 \text{ нм}$



температура закали,  $^\circ\text{C}$

Из рисунка видно, что с ростом температуры нагрева происходит приближение параметров «a» и « $b/\sqrt{3}$ » О-фазы к параметру «a» решетки  $\alpha_2$ -фазы. Полученная закономерность объясняется изменением легированности О- фазы по  $\beta$ - стабилизаторам, в частности по ниобию. С ростом температуры нагрева в структуре сплава увеличивается объемная доля  $\beta(B2)$ - фазы в результате протекания  $O \rightarrow \alpha_2 + \beta(B2)$ - превращения. Уменьшение орторомбического искажения

решетки О- фазы обусловлено ее обеднением по ниобию в ходе такого превращения. Наблюдаемое уменьшение параметра «а» решетки  $\alpha_2$ - фазы в интервале температур 900 - 1000<sup>0</sup>С указывает на уменьшение содержания ниобия и повышение содержания алюминия в этой фазе, обусловленное протеканием  $\alpha_2 \rightarrow \beta(B2)$ - превращения. В сплавах с водородом изменение параметров решетки носит аналогичный характер.

Таким образом, в ходе работы было подтверждено  $\beta$ - стабилизирующее действие водорода, которое проявлялось в увеличении объемной доли  $\beta(B2)$ - фазы в структуре сплава, а также в понижении температуры полиморфного превращения. Данные РСФА хорошо согласуются с металлографическими исследованиями и результатами ДТА.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта CRDF (ЕК-005 Х1)